REMARKS

The present request is submitted in response to the final Office Action dated February 17, 2006, which set a three-month period for response, making this amendment due by May 17, 2006, and with the initial two month period for response expiring on April 17, 2006.

Claims 3-6, 8, 10, and 12 are pending in this application.

In the final Office Action, claim 12 was objected to for an informality. Claims 4-5 were rejected under 35 U.S.C. 112, first paragraph, as failing to comply with the written description requirement. Claims 3-5 and 10-12 were rejected under 35 U.S.C. 103(a) as being unpatentable over U.S. Patent No. 5,672,014 to Okada et al. Claims 6-9 were rejected under 35 U.S.C. 103(a) as being unpatentable over Okada as applied to claim 12 and further in view of the ASM Handbook, Volume 14.

In addition, the Applicants were advised that if claim 6 were found allowable, claim 7 would be objected to as substantial duplicate thereof. The same objection would be raised with regard to claims 8/9 and 10/11, respectively.

In this amendment, therefore, claims 7, 9, and 11 have been canceled.

Claim 12 was amended to address the objection. Likewise, claim 4 was amended to change "maximum" to "minimum", thus obviating the rejection under Section 112, first paragraph.

BEST AVAILABLE COPY

Turning now to the substantive rejection of claims 3-5 and 10-12, the Applicants respectfully submit that the cited reference and reference combination failsto suggest all of the features of the pending claims.

Specifically, the Applicants respectfully submit that the object of the present invention, which is to avoid any stress-raising, hard-working process after heat treatment, has been overlooked. As the Examiner states, the roll bearing parts of Okada require grinding to make a completely finished product; therefore, the method of Okada does not address or solve the object of the present invention.

In addition, the importance of the feature that the steel is an air-hardened steel has been disregarded. As disclosed in the description, the range as defined in the present invention was chosen to achieve the object of the invention with an inexpensive steel. Typically, air-hardened steel has very high alloy contents and is thus quite expensive. The steel of the present invention, however, has an extraordinarily high silicon content, which is only mentioned once in Okada as a limit for a very broad range of silicon contents. All of the embodiments disclosed in Okada are outside of the claimed range of silicon contents.

As for the effect of silicon on the cooling velocity of steel, the Examiner's attention is directed to the attached Appendix I, which is an excerpt of a textbook passage, especially to Fig. 11 on page 143. This effect is well-known to one skilled in the art.

With regard to the object of the present invention, the slower cooling velocity in air, in contrast to a faster cooling in oil or water, is critical, as it greatly contributes to the fact that the part does not deform substantially. This has the effect, in particular, that the temperature reduction occurs much more evenly over the entire cross-section of the part than with conventional cooling. Therefore, the unavoidable volume change during the transition from an austenite structure to a martensite structure occurs at the same time and evenly over the whole cross-section of the part, so that bending of the part is avoided. Length changes are not critical as they are reproducible and can be taken into account during the shaping of the semi-finished article.

Therefore, the Applicants submit that there is no justification for the Examiner's conclusions that the air-hardenability of the steel can be drawn simply from the similarity between the very large range of compositions disclosed in Okada compared with the very much smaller range of the present invention, where these ranges do not even completely overlap. Even just the carbon concentration range of 0.1 to 1.0% of Okada leads to steal with strongly different hardening behaviors. A steel with less than 0.3% carbon, in particular, is not hardenable without extra carbon treatment, and in addition, it also is not air-hardenable over a complete cross-section.

This factor is addressed in Okada in the description of the steel SCr 420 in columns 1 and 2. This carbon treatment, however, which takes place at a high temperature just before hardening makes it impossible to use the roll bearing part without a grinding treatment after hardening as the surface of the part is modified so strongly (because it is black and uneven), that it is no longer a useable roll bearing part, even if the part only shows a small deformation.

With regard to the Examiner's objection regarding the choice of the carbon content, the Applicants respectfully submit that one skilled in the art knows that hardness increases with increasing carbon content. In addition, one skilled in the art also knows that the wear of the roll bearing part decreases with increasing hardness or a given bearing load. Further, it is known from textbooks that roll bearings require a track hardness of about 50 HRC in order to achieve a satisfactory durability (see Appendix 2, enclosed material selection tables from textbook).

One skilled in the art also knows that it is not sensible to increase the track hardness to more than the necessary amount, as this would lead to a higher sensitivity of the track relative to impact loads due to increasing brittleness. The exact choice, however, can only be made in view of durability experiments under realistic operating conditions.

Because Okada fails to suggest all of the features of the present invention as defined in the pending claims, the rejection under Section 103 must be withdrawn. When establishing obviousness under Section 103, it is not pertinent whether the prior art device possess the functional characteristics of the claimed invention, if the reference does not describe or suggest its structure. ***In re Mills***, 16 USPQ 2d 1430, 1432-33 (Fed. Cir. 1990).

For the reasons set forth above, the Applicants respectfully submit that claims 3-6, 8, 10, and 12 are patentable over the cited art. The Applicants further request withdrawal of the final rejection under 35 U.S.C. 103 and reconsideration of the claims as herein amended.

In light of the foregoing amendments and arguments in support of patentability, the Applicants respectfully submit that this application stands in condition for allowance. Action to this end is courteously solicited.

Should the Examiner have any further comments or suggestions, the undersigned would very much welcome a telephone call in order to discuss appropriate claim language that will place the application into condition for allowance.

Respectfully submitted,

Michael J. Striker
Attorney for Applicant
Reg. No.: 27233
103 East Neck Road
Huntington, New York 11743
631-549-4700

CIP-Kurztitelaufnahme der Deutschen Bibliothek

Eschmann, Paul:
Die Wälzlagerpraxis : Handbuch für d. Berechnung u. Gestaltung von Lagerungen / Eschmann-Hasbargen-Weigand. Hrsg. im Auftr. von FAG Kugelfischer Georg Schäfer & Co., Schweinfurt. – 2. Aufl. / neu bearb. von L. Hasbargen u. J. Brändlein. – München, Wien : Oldenbourg, 1978.
ISBN 3-486-31102-6

NE: Hasbargen, Ludwig:; Weigand, Karl:; Eschmann-Hasbargen-Weigand, ...

© 1978 R. Oldenbourg Verlag GmbH, München

Das Werk ist urheberrechtlich geschützt. Die dadurch begründeten Rechte, insbesondere die der Übersetzung, des Nachdrucks, der Funksendung, der Wiedergabe auf photomechanischem oder ähnlichem Wege sowie der Speicherung und Auswertung in Datenverarbeitungsanlagen, bleiben auch bei auszugsweiser Verwertung vorbehalten. Werden mit schriftlicher Einwilligung des Verlages einzelne Vervielfältigungsstücke für gewerbliche Zwecke hergestellt, ist an den Verlag die nach § 54 Abs. 2 Urh.G. zu zahlende Vergütung zu entrichten, über deren Höhe der Verlag Auskunft gibt.

Gesamtherstellung: R. Oldenbourg Graphische Betriebe GmbH, München

ISBN 3-486-31102-6

Appendix 1 with
Certified English translation

Inhaltsverzeichnis

Vorwort

Seite

1 Wälzlagerbauarten und Baumaße 1
1.1 Allgemeine Merkmale 1
1.1.1 Radial-Kugellager 2
1.1.2 Radial-Rollenlager 9
1.1.3 Axial-Kugellager 18
1.1.4 Axial-Rollenlager 20
1.2 Werkstoff 23
1.3 Baumaße 29
1.4 Toleranzen und Meßverfahren 38
1.4.1 Toleranzen für Wälzlager normaler Genauigkeit 38
1.4.2 Toleranzen für Wälzlager erhöhter Genauigkeit 39
1.4.3 Meßverfahren 53
1.5 Lagerluft 63
1.6 Kurzzeichen der Wälzlager 70

2 Grundlagen der Lagerberechnung 75
2.1 Geometrie der Wälzlager 75
2.1.1 Punktberührung und Linienberührung 76
2.1.2 Schmiegung 77
2.1.3 Druckwinkel 79
2.1.4 Umrechnung: Radialluft–Axialluft 85
2.1.5 Kippwinkel 87
2.2 Bewegungsverhältnisse 89
2.2.1 Umfangsgeschwindigkeit und Drehzahl von Käfig und Rollkörper 89
2.2.2 Überrollverhältnisse 92
2.2.3 Abwälzverhältnisse 93
2.3 Elastische Verformung und Flächenpressung 96
2.3.1 Grundlagen der Hertzschen Theorie 96
2.3.2 Elastische Verformung 103
2.3.3 Größe der Druckfläche 108
2.3.4 Maximale Flächenpressung 112
2.3.5 Spannungen unter der Oberfläche 117
2.4 Druckverteilung 118
2.4.1 Allgemeine Druckverteilung 118
2.4.2 Spezielle Fälle der Druckverteilung 123

Normalhärtung, d. h. bei einem direkten Abschrecken des Wälzlager-Chromstahles auf Temperaturen unterhalb des Martensit-Punktes. Bild 56b zeigt ein Zwischenstufengefüge eines Wälzlagerstahles. Dieses Gefüge erhält man bei isothermer Umwandlung bei einer Temperatur knapp oberhalb des Martensit-Punktes, bei der sogenannten Isotemp-Härtung.

Damit bei der Wärmebehandlung ein entsprechendes Härtegefüge des Wälzlagerstahles erzielt wird, werden schon an das Gefüge des ungehärteten Materials gewisse Anforderungen gestellt. Bild 57a zeigt zunächst das Gefüge des ungeglühten, ungehärteten Wälzlager-Chromstahles. Im geglühten Zustand (Bild 57b) muß dann das Karbid körnig eingeformt und gleichmäßig verteilt sein. Die einzelnen Karbidkörner dürfen eine bestimmte Größe nicht überschreiten. Diese Gefügeausbildung ist auch im Hinblick auf die Zerspanbarkeit des Werkstoffes von Bedeutung.

Durchhärtende Wälzlagerstähle werden hauptsächlich im basischen Siemens-Martin-Ofen, im basischen Elektroofen oder nach dem Sauerstoffblas-Verfahren erschmolzen. Ein wesentlicher Schritt zur Verbesserung des Reinheitsgrades bedeutete die Einführung der Vakuum-Entgasung der Wälzlagerstähle. Die Vakuum-Entgasung der Stahlschmelze reduziert den Sauerstoff- und Wasserstoffgehalt und bewirkt somit eine bessere Homogenität des Werkstoffes. Daher zeigen Wälzlager aus vakuum-entgasten Stählen gegenüber Lagern aus unbehandelten Stählen eine merklich höhere Ermüdungslaufzeit (Abschnitt 3.2). Außerdem lassen sich die einzelnen Legierungsbestandteile bei der Vakuum-Entgasung in engeren Grenzen einhalten als bei der konventionellen Stahlherstellung. Das äußert sich in einer gleichmäßigen Gefügeausbildung und Härte. Alle diese Gründe veranlaßten FAG vor einigen Jahren, die Fertigung ausschließlich auf vakuum-entgaste Stähle umzustellen.

Eine weitere Steigerung des Reinheitsgrades und der anderen Gütemerkmale kann man durch eine Vakuum-Erschmelzung, insbesondere durch ein Umschmelzen im Vakuum erzielen. Diese Verfahren liefern äußerst hochwertige Stähle, sind aber sehr kostspielig. Derartige Stähle kommen daher nur für die Fertigung von Sonderlagern in Betracht.

Neben den in Tafel 54 angeführten durchhärtenden Chromstählen werden teilweise auch legierte Einsatzstähle verwendet, besonders für die Herstellung von Kegelrollenlagern sowie von großen Zylinderrollenlagern und Pendelrollenlagern. In Tafel 58a sind drei gebräuchliche Einsatzstähle angeführt. Die Stahlsorte 17 MnCr 5 wird bei dünnen Querschnitten, die Stahlsorte 17 NiCrMo 14 wird bei großen Querschnitten angewendet.

Große Wälzlager, die zur Abstützung von Baggern, Kranen etc. dienen, werden hauptsächlich aus Vergütungsstählen hergestellt, wobei die Laufbahnen oberflächengehärtet sind. In Tafel 58b sind drei gebräuchliche Stähle für Flamm- und Induktionshärtung angeführt.

Für Lager, die besonderen Umweltverhältnissen – Korrosion, hoher Temperatur u. a. – ausgesetzt sind, verwendet die Wälzlagerindustrie hochlegierte Werkstoffe (Tafel 59). So werden Lager, die mit korrosiven Medien – z. B. in Säurepumpen – in Berührung kommen, aus nichtrostenden Stählen nach Tafel 59a gefertigt.

Wälzlager, die bei extrem hohen Temperaturen laufen, werden aus warmfesten

	Stahlsorte Kurzname (Werkstoffnr.)	Zusammensetzung %C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%Cu	Härte [HRC]
a: Einsatzstähle	17 MnCr 5 (1.3521)	0,14 bis 0,19	0,15 bis 0,40	1,00 bis 1,30	≦ 0,035	≦ 0,035	0,80 bis 1,10			≦ 0,30	≧ 58
	17 CrNiMo 6 (1.6587)	0,14 bis 0,19		0,40 bis 0,60			1,50 bis 1,80	0,25 bis 0,35	1,40 bis 1,70		
	17 NiCrMo 14 (1.3533)	0,15 bis 0,20		0,40 bis 0,70			1,30 bis 1,60	0,15 bis 0,25	3,25 bis 3,75		
b: Stähle für Flamm- und Induktionshärtung	44 Cr 2 (1.3561)	0,42 bis 0,48	0,15 bis 0,40	0,50 bis 0,80	≦ 0,025	≦ 0,035	0,40 bis 0,60			≦ 0,30	≧ 55
	40 CrMo 4 (1.3563)	0,38 bis 0,44					0,90 bis 1,20	0,15 bis 0,30			≧ 54
	48 CrMo 4 (1.3565)	0,46 bis 0,52					0,90 bis 1,20	0,15 bis 0,30			≧ 57

Tafel 58 Zusammensetzung (nach DIN 0017230) und Randhärte der üblichen Stähle für Oberflächenhärtung

	Stahlsorte Kurzname (Werkstoffnr.)	Zusammensetzung %C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%V	%W	%Cu	Härte [HRC]
a: Nichtrostende Stähle	X45Cr13 (1.3541)	0,42 bis 0,50	≦ 1,00	≦ 1,00	≦ 0,040	≦ 0,030	12,5 bis 14,5		≦ 1,00			≦ 0,30	≧ 55
	X102CrMo17 (1.3543)	0,95 bis 1,10			≦ 0,040		16,0 bis 18,0	0,35 bis 0,75	≦ 0,50				≧ 58
	X90CrMoV18 (1.4112)	0,85 bis 0,95			≦ 0,045		17,0 bis 19,0	0,90 bis 1,30		0,07 bis 0,12			≧ 57
b: Warmharte Stähle	80MoCrV42 16 (1.3551)	0,77 bis 0,85	≦ 0,25	≦ 0,35	≦ 0,015	≦ 0,015	3,75 bis 4,25	4,00 bis 4,50		0,90 bis 1,10			≧ 60
	82WMoCrV6 5 4 (1.3553)	0,78 bis 0,86	≦ 0,40	≦ 0,40	≦ 0,030	≦ 0,030	3,80 bis 4,50	4,70 bis 5,20		1,70 bis 2,00	6,00 bis 6,70		≧ 61
	X 75WCrV18 4 1 (1.3558)	0,70 bis 0,78	≦ 0,45	≦ 0,40	≦ 0,030	≦ 0,030	3,80 bis 4,50	≦ 0,60		1,00 bis 1,20	17,5 bis 18,5		≧ 61

Tafel 59 Zusammensetzung (nach DIN 0017230) und Härte der üblichen hochlegierten Stähle

Die Deutsche Bibliothek – CIP-Einheitsaufnahme

Moderne Wälzlagertechnik: Beiträge von
SKF-Autoren/Ioannides; Beswick u.a. –
Würzburg: Vogel, 1991
ISBN 3-8023-0493-4
NE: Ioannides, E.

ISBN 3-8023-0493-4
1. Auflage. 1991
Alle Rechte, auch der Übersetzung, vorbehalten.
Kein Teil des Werkes darf in irgendeiner Form
(Druck, Fotokopie, Mikrofilm oder einem anderen
Verfahren) ohne schriftliche Genehmigung des
Verlages reproduziert oder unter Verwendung
elektronischer Systeme verarbeitet, vervielfältigt
oder verbreitet werden. Hiervon sind die in
§§ 53, 54 UrhG ausdrücklich genannten
Ausnahmefälle nicht berührt.
Printed in Germany
Copyright 1991 by Vogel Verlag und Druck KG,
Würzburg
Satz und Druck: Alois Erdl KG, Trostberg
Binderarbeit: Universitätsdruckerei H. Stürtz AG,
Würzburg

appendix 2

Vorwort des Herausgebers

Veröffentlichungen über die Grundlagen der Wälzlagertechnik und deren Teilgebiete sind zahlreich. Die planvolle Zusammenarbeit zwischen den Tribologen an den Universitäten und den Ingenieurwissenschaftlern der Wälzlagerhersteller trägt Früchte. Viele der in diesem Zusammenhang veröffentlichten Aufsätze können in den Katalogen und Lehrbüchern nicht berücksichtigt werden. Dazu sind sie zu ausführlich oder zu wissenschaftlich. In vielen Fällen sind die Aufsätze auch in einer Fremdsprache veröffentlicht.

Wir haben deshalb solche Textbeiträge zu den Grundlagen der Wälzlagertechnik ausgewählt und in diesem Buch übersichtlich zusammengestellt, die

☐ die Entwicklung der letzten Jahre widerspiegeln,
☐ den Stoff einschlägiger Lehrbücher ergänzen und vertiefen,
☐ in deutscher Sprache und leicht verständlich dargestellt vorliegen.

Die Aufsätze sind von Mitarbeitern der SKF verfaßt und in der von SKF herausgegebenen Fachzeitschrift »Kugellager-Zeitschrift« vorveröffentlicht.

Die bisherige rege Nachfrage nach Kopien läßt uns hoffen, mit dieser Sammlung von Aufsätzen allen denjenigen eine willkommene Hilfe zu bieten, die sich als Lernende oder Lehrende eingehender mit den Grundlagen der Wälzlagertechnik befassen wollen.

SKF GmbH

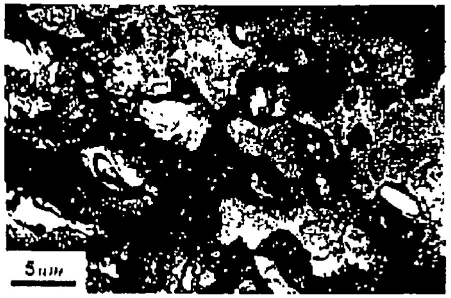


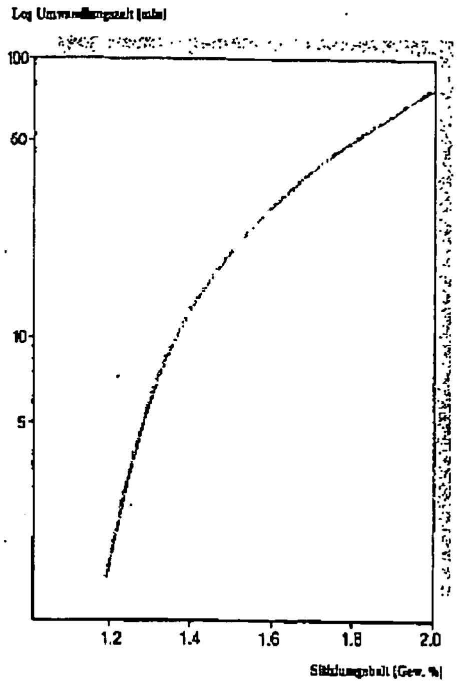
Bild 10
Elektronenmikroskopische Aufnahme des Gefüges von SKF3, Anfangsphase der Austenitisierung von den Korngrenzkarbiden aus.

mikroskopischen Aufnahme zu erkennen, Bild 10. Ein Werkstoff mit mehr Korngrenzen, wie z.B. kaltgepilgertes Rohr, löst die Karbide erheblich schneller als grobkörniger Werkstoff [13]. Wenn das Grundgefüge vollständig in Hochtemperatur-Austenit überführt ist, was durch hohe Temperatur oder durch isothermes Halten erreicht werden kann, stellt sich das zuvor erwähnte Gleichgewicht ein zwischen der Diffusion von Chrom und Kohlenstoff aus den Karbiden und ihrer Rückdiffusion in die Karbide.

Silizium

Silizium kann man in der Zusammensetzung von SKF3 nicht eigentlich als Legierungselement ansehen, da es nur zu dem Zweck zugesetzt wird, während des Erschmelzens zu desoxidieren und so den Stahl im Hinblick auf oxidische nichtmetallische Einschlüsse rein zu fertigen. Grenzen für die zugesetzten Si-Anteile ergeben sich aus den negativen Wirkungen, die Silizium auf die Zerspanbarkeit [14] und die Kaltumformbarkeit hat [15]. Silizium hat einen schwachen Einfluß auf die Durchhärtbarkeit, kann aber nicht – wie in der Literatur vorgeschlagen – als Ersatz für Chrom oder Mangan in der Zusammensetzung benutzt werden. Bei hohen Anteilen, z.B. 0,8 Gew.-%, kann es die Temperkohleausscheidung aus Karbiden beim GKZ-Glühen fördern. Ein weiterer wichtiger Gesichtspunkt: Zugabe von Silizium verlängert die Umwandlungszeiten bei der Bainithärtung, siehe Bild 11. Bainithärtung wird speziell angewandt bei höher legierten durchhärtenden Sorten von SKF3 für dickwandige Ringe.

Bild 11
Beginn der Bainitumwandlung bei 235°C, aufgetragen über dem Siliziumgehalt, für einen SKF3 mit 1,05 % C, 1,35 % Cr und 0,3 % Mn, bei 860°C austenitisiert.



Mangan

Mangan ist das gebräuchlichste und billigste Legierungselement in Stählen, wird aber im SKF3 auf relativ niedrigem Niveau gehalten. Mangan ist in Stahlzusammensetzungen notwendig, um den Schwefelgehalt in Form weicher, zulässiger Mangansulfide zu binden statt ihn spröde, schädliche Eisensulfid-Einschlüsse bilden zu lassen. Der Ausdruck «Restschwefelgehalt» wird oft benutzt, aber ein Mindestgehalt an Schwefel wird oft wegen der besseren Zerspanbarkeit gefordert.

Mangan ist nicht der mittlere/starke Karbidbilder wie z.B. Chrom. Das macht es unmöglich, Chrom durch Mangan zu ersetzen und dabei dieselben Gefügeeigenschaften beizubehalten. Wichtig ist ferner, daß Mangan gröbere Perlitlamellen verursacht, wenn der Stahl nach der Hochtemperatur-Umformung abgekühlt wird.

Die praktische Folge ist, daß das GKZ-Glühen Schwierigkeiten bereitet (lange Umwandlungszeit erforderlich) und daß bei der Zusammensetzung von SKF3 mit steigendem Mangangehalt gröbere Karbide gebildet werden. Stähle mit erhöhtem Mangangehalt werden üblicherweise für Lagerteile mit großen Querschnitten wegen verbesserter Härtbarkeit benutzt, in diesen Fällen ist Mangan jedoch nicht anstelle von Chrom, sondern zusätzlich zu Chrom zulegiert.

May 12, 2006

DECLARATION

The undersigned, Dana Scruggs, having an office at 8902B Otis Avenue, Suite 204B, Indianapolis, Indiana 46216, hereby states that she is well acquainted with both the English and German languages and that the attached is a true translation to the best of her knowledge and ability of US PATENT APPLICATION, SER. NO. 10/680,477 (INV.: SIEBENLIST, N., ET AL).

The undersigned further declares that the above statement is true; and further, that this statement was made with the knowledge that willful false statements and the like so made are punishable by fine or imprisonment, or both, under Section 1001 of Title 18 of the United States Code and that such willful false statements may jeopardize the validity of the application or document or any patent resulting therefrom.

Dana Scruggs

Dana Scruggs

"Appendix 1"

Table of Contents

Foreword

Page

1 **Types of roller bearings and their structural dimensions** 1

1.1 General features 1

1.1.1 Radial ball bearings 2

1.1.2 Radial roller bearings 9

1.1.3 Axial ball bearings 18

1.1.4 Axial roller bearings 20

1.2 Material 23

1.3 Structural dimensions 29

1.4 Tolerances and measurement procedures 38

1.4.1 Tolerances for roller bearings with normal accuracy 38

1.4.2 Tolerances for roller bearings with increased accuracy 39

1.4.3 Measurement procedures 53

1.5 Bearing clearance 63

1.6 Abbreviations for roller bearings 70

2 **Fundamentals of bearing calculations** 75

2.1 Geometry of roller bearings 75

2.1.1 Point contact and linear contact 76

2.1.2 Lubrication 77

2.1.3 Internal design angle 79

2.1.4 Conversion: Radial clearance – axial clearance 85

2.1.5 Angle of inclination 87

2.2 Geometry 89

2.2.1 Circumferential speed and rotary speed of the cage and rolling elements 89

2.2.2 Overrun conditions 92

2.2.3 Roll-off conditions 93

2.3 Elastic deformation and bearing stress 96

2.3.1 Fundamentals of Hertz's theory 96

2.3.2 Elastic deformation 103

2.3.3 Size of the bearing surface 108

2.3.4 Maximum bearing stress 112

2.3.5 Stresses under the surface 117

2.4 Pressure distribution 118

2.4.1 General pressure distribution 118

2.4.2 Special cases of pressure distribution 123

...normal hardening, i.e., by directly quenching the roller bearing chromium steel to temperatures below the martensite point. Figure 56 b shows a lower bainitic structure of a roller bearing steel. This microstructure is created via isothermal change at a temperature slightly above the martensite point, via "isotemp hardening".

To ensure that a hardening structure of the roller bearing steel is attained via the heat treatment, certain requirements are placed on the microstructure of the unhardened material itself. Figure 57 a shows the microstructure of the unannealed, unhardened roller bearing chromium steel. In the annealed state (Figure 57 b), the carbide must then be spheroidized and evenly distributed. The individual carbide grains must not exceed a certain size. This microstructure formation is also significant in terms of the machinability of the material.

Through-hardened roller bearing steels are smelted primarily in a basic open-hearth furnace, in a basic electric furnace, or using the basic oxygen process. An essential step toward improving the purity grade was the implementation of vacuum degassing of roller bearing steels. The vacuum degassing of the steel smelts reduces the oxygen and hydrogen content and thereby improves the homogeneity of the material. For this reason, roller bearings made of vacuum-degassed steels have a noticeably longer rating life than bearings made of untreated steels (section 3.2). In addition, the individual alloying constituents can be held within narrower limits with vacuum degassing than with conventional steel-making. This results in the formation of a uniform microstructure and hardness. For these reasons, FAG began converting production exclusively to vacuum-degassed steels a few years ago.

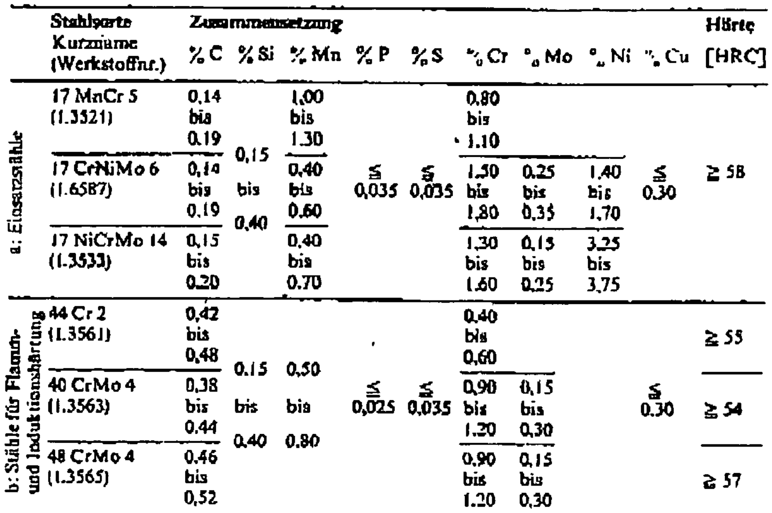
A further increase in the purity grade and the other quality features can be attained using vacuum smelting, in particular via resmelting in a vaccum. These methods result in extremely high-quality steels, but they are very cost-intensive. Steels of this type are therefore considered only for use to manufacture special bearings.

In addition to the through-hardened chromium steels listed in Table 54, some alloyed case-hardening steels are also used, in particular for manufacturing tapered roller bearings, large cylindrical roller bearings and self-aligning radial roller bearings. Three common case-hardening steels are listed in Table 58 a. Steel type 17 MnCr 5 is used when thin cross-sections are involved, and steel type 17 NiCrMo 14 is used when large cross-sections are involved.

Large roller bearings, which are used to support excavators, cranes, etc., are made primarily out of tempering steels, and the tracks are surface-hardened. Three common steels for flame and induction hardening are listed in Table 58 b.

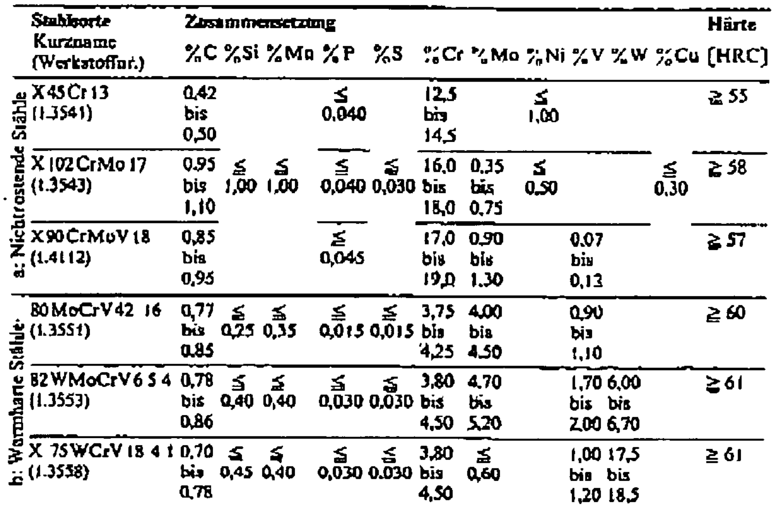
The roller bearing industry used high-alloy materials (Table 59) for bearings that will be exposed to special environmental conditions, such as corrosion, high temperatures, etc. For example, bearings that will come in contact with corrosive media, e.g., in acid pumps, are made of stainless steels listed in Table 59a.

Roller bearings that will be used under extremely high temperatures are made of high-temperature...



	Stahlsorte Kurzname (Werkstoffnr.)	Zusammensetzung									Härte
		% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% Cu	[HRC]
a: Einsatzstähle	17 MnCr 5 (1.3521)	0,14 bis 0,19	0,15 bis 0,40	1,00 bis 1.30	≤ 0,035	≤ 0,035	0,80 bis 1.10			≤ 0,30	≥ 58
	17 CrNiMo 6 (1.6587)	0,14 bis 0,19		0,40 bis 0,60			1,50 bis 1,80	0,25 bis 0,35	1,40 bis 1,70		
	17 NiCrMo 14 (1.3533)	0,15 bis 0,20		0,40 bis 0,70			1,30 bis 1,60	0,15 bis 0,25	3,25 bis 3,75		
b: Stähle für Flamm- und Induktionshärtung	44 Cr 2 (1.3561)	0,42 bis 0,48	0.15 bis 0,40	0,50 bis 0.80	≤ 0,025	≤ 0,035	0,40 bis 0,60			≤ 0.30	≥ 55
	40 CrMo 4 (1.3563)	0,38 bis 0.44					0,90 bis 1.20	0,15 bis 0,30			≥ 54
	48 CrMo 4 (1.3565)	0,46 bis 0,52					0,90 bis 1.20	0,15 bis 0,30			≥ 57

Tafel 58 Zusammensetzung (nach DIN 0017230) und Randhärte der üblichen Stähle für Oberflächenhärtung



	Stahlsorte Kurzname (Werkstoffnr.)	Zusammensetzung											Härte
		%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%V	%W	%Cu	[HRC]
a: Nichtrostende Stähle	X45Cr13 (1.3541)	0,42 bis 0,50			≤ 0,040		12,5 bis 14,5		≤ 1,00				≥ 55
	X102CrMo17 (1.3543)	0,95 bis 1,10	≤ 1,00	≤ 1,00	≤ 0,040	≤ 0,030	16,0 bis 18,0	0,35 bis 0,75	≤ 0,50			≤ 0,30	≥ 58
	X90CrMoV18 (1.4112)	0,85 bis 0,95			≤ 0,045		17,0 bis 19,0	0,90 bis 1.30		0,07 bis 0,13			≥ 57
b: Warmharte Stähle	80MoCrV42 16 (1.3551)	0,77 bis 0,85	≤ 0,25	≤ 0,35	≤ 0,015	≤ 0,015	3,75 bis 4,25	4,00 bis 4,50		0,90 bis 1,10			≥ 60
	82WMoCrV6 5 4 (1.3553)	0,78 bis 0,86	≤ 0,40	≤ 0,40	≤ 0,030	≤ 0,030	3,80 bis 4,50	4,70 bis 5,20		1,70 bis 2,00	6,00 bis 6,70		≥ 61
	X 75WCrV 18 4 1 (1.3558)	0,70 bis 0,78	≤ 0,45	≤ 0,40	≤ 0,030	≤ 0.030	3,80 bis 4,50	≤ 0,60		1,00 bis 1,20	17,5 bis 18,5		≥ 61

Table 58 Composition (per DIN 0017230) and case hardness of common steels for surface-hardening

Table 59 Composition (per DIN 0017230) and hardness of the common high-alloy steels

Legend:	
Stahlsorte	Steel type
Zusammensetzung	Composition
Härte	Hardness
Kurzname (Werkstoffnr.)	Abbreviation (material number)
Bis	To
Einsatzstähle	Case-hardening steels
Stähle für Flamm- und Induktionshärtung	Steels for flame and induction hardening
Nichtrostende Stähle	Stainless steels
Warmharte Stähle	Hot-hard steels

"Appendix 2"

Foreword from the publisher

The fundamentals of roller bearing technology and related subfields have been described in numerous publications. The ambitious collaboration between university-based tribologists and engineers for roller-bearing manufacturers bears fruit. Many of the articles published within this context can not be incorporated in catalogs or textbooks. They are too extensive or scientific for those types of publications. In many cases, the articles are also published in a foreign language.

We have therefore selected these types of articles about the fundamentals of roller-bearing technology and summarized them in this book, to provide an overview. These articles

☐ reflect developments that have taken place over the past few years,

☐ supplement and expand the depth of the subject matter covered in textbooks,

☐ are available in German and are written in an easy-to-understand manner.

The articles have been summarized by the employees of the SKF, and they were pre-published in the technical journal «Kugellager-Zeitschrift» *("Ball Bearing Journal")* published by the SKF.

The fact that the demand for copies has been very high leads us to hope that this collection of articles will prove valuable to everyone who wants to learn or teach about the fundamentals of roller bearing technology.

SKF GmbH

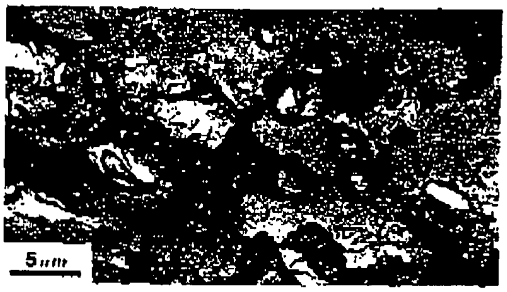


Figure 10

Electron-microscopic photograph of the microstructure of SKF3, initial phase of the austenitizing of the grain-boundary carbides.

...can be seen in a microscopic photograph, Figure 10. A material with more grain boundaries, e.g., cold-pilgered piping, releases the carbides much more rapidly than a coarse-grain material [13]. Once the basic microstructure has been completely transformed to high-temperature austenite, which can be achieved using high temperature or by steady isothermal conditions, the equilibrium (mentioned above) between the diffusion of chromium and carbon out of the carbides and their diffusion back into the carbides becomes established.

Silicon

When combined with SKF3, silicon cannot be considered to be an alloying element, since it is added only for the purpose of ensuring deoxidation during smelting, so the steel can be produced pure in terms of oxidic, non-metallic inclusions. The portions of Si added are limited by the negative effects that silicon has on the machinability [14] and cold-workability [15]. Silicon has a slight influence on the through-hardenability, but it cannot be used – as is suggested in the literature – as a replacement for chromium or manganese in the composition. In high percentages, e.g., 0.8 % by weight, it can promote the precipitation of temper-carbon from carbides during spheroidizing. Another important point: Adding silicon extends the transformation times during bainitic hardening, see Figure 11. Bainitic hardening is used especially with higher-alloy, through-hardened types of SKF3 for thick-walled rings.

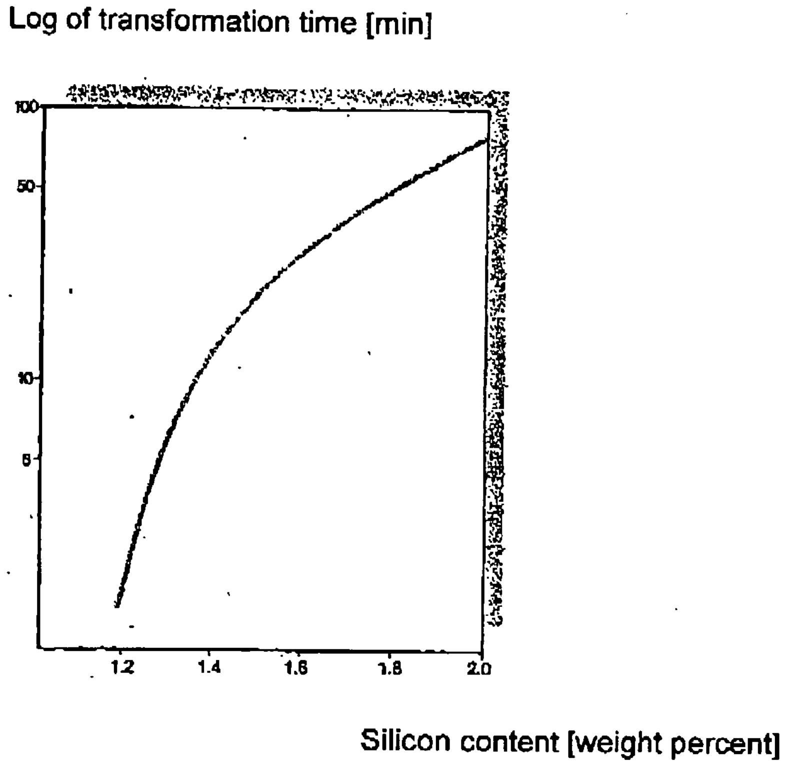


Figure 11

Start of banitic transformation at 235 °C, plotted against silicon content, for an SKF3 with 1.05 % C, 1.35 % Cr and 0.3 % Mn, austenitized at 860 °C.

Manganese

Manganese is the most common and inexpensive alloying element in steels, but it is maintained at a relatively low level in SKF3. Manganese is required in steel compositions in order to bind the sulphuric content in the form of soft, allowable manganese sulphides instead of as brittle, detrimental iron sulphide inclusions. The expression «residual sulphur content» is used frequently, but a minimum content of sulphur is often required because it improves machinability.

Manganese is not the moderate/strong carbide-forming agent like chromium is, for example. This makes it impossible to replace chromium with manganese and maintain the same microstructure properties. More important is the fact that manganese causes coarser perlitic layers when the steel is cooled down after high-temperature reshaping.

The practical consequence is that spheroidizing creates difficulties (a long transformation time is required), and that coarser carbides are formed in the composition of SKF3 with an increasing manganese content. Steels with an elevated manganese content are typically used for bearing parts with large cross-sections, due to their improved hardenability. In these cases, manganese is alloyed in addition to chromium, not in place of chromium.

This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning Operations and is not part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ **BLACK BORDERS**
- ☐ **IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- ☐ **FADED TEXT OR DRAWING**
- ☑ **BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- ☐ **SKEWED/SLANTED IMAGES**
- ☐ **COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- ☐ **GRAY SCALE DOCUMENTS**
- ☑ **LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- ☐ **REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- ☐ **OTHER:** ______________________

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.
As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.